

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-271129
(43)Date of publication of application : 02.10.2001

(51)Int.CI.

C22C 1/04
B22F 5/00
B22F 7/04
B22F 7/08
C22C 1/10

(21)Application number : 2000-086080

(71)Applicant : KOMATSU LTD

(22)Date of filing : 27.03.2000

(72)Inventor : TAKAYAMA TAKEMORI
TANAKA YOSHIKIYO

(54) SINTERING MATERIAL AND COMPOSITE SINTERED SLIDING PART

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a Cu-Al sintering material improved in sintering processability and good in dimensional precision and, as a result, to provide a sintered sliding member and a composite sintered sliding part having high strength and excellent in wear resistance, seizure resistance and corrosion resistance thereby.

SOLUTION: This Cu-Al sintered material contains, by weight, 1 to 12% Sn and 2 to 14% Al. Moreover, the sintering material is sintered and joined to a back plate part to be obtained the composite sintered sliding part.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 02.09.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-271129

(P2001-271129A)

(43)公開日 平成13年10月2日(2001.10.2)

(51) Int.Cl.⁷
C 22 C 1/04
B 22 F 5/00
7/04
7/08
C 22 C 1/10

識別記号

F I
C 22 C 1/04
B 22 F 5/00
7/04
7/08
C 22 C 1/10

テマコード*(参考)
A 4K018
S 4K020
H
G
J

審査請求 未請求 請求項の数23 O L (全22頁)

(21)出願番号 特願2000-86080(P2000-86080)

(22)出願日 平成12年3月27日(2000.3.27)

(71)出願人 000001236

株式会社小松製作所

東京都港区赤坂二丁目3番6号

(72)発明者 高山 武盛

大阪府枚方市上野3丁目1-1 株式会社
小松製作所生産技術開発センタ内

(72)発明者 田中 義清

大阪府枚方市上野3丁目1-1 株式会社
小松製作所生産技術開発センタ内

(74)代理人 100097755

弁理士 井上 勉

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 焼結材料および複合焼結摺動部材

(57)【要約】

【課題】 Cu-AI系焼結材料の焼結性を改善して寸法精度の良い焼結材料を提供し、これによって広く高強度、耐摩耗、耐焼付性、耐食性に優れた焼結摺動部材および複合焼結摺動部材を提供する。

【解決手段】 Cu-AI系焼結材料であって、1~1.2重量%のSnと、2~14重量%のAIとを含有する。また、この焼結材料を裏金部材に焼結接合して複合焼結摺動部材を構成する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Cu-AI系焼結材料であつて、1~12重量%のSnと、2~14重量%のAIとを含有することを特徴とする焼結材料。

【請求項2】 Snの添加重量%に対するAIの添加重量%が、

$$1.8 \leq 2.5 \times (\text{AI重量\%}) + (\text{Sn重量\%})$$

の関係にある請求項1に記載の焼結材料。

【請求項3】 TiおよびSiのうちの1種以上が、それぞれTi:O.3~5重量%、Si:O.5~3重量%の範囲内で含有される請求項1または2に記載の焼結材料。

【請求項4】 少なくとも焼結組織中に β 相が存在する($\alpha+\beta$)二相、 β 相および/またはそれらの基地に金属間化合物が分散した組織である請求項2または3に記載の焼結材料。

【請求項5】 β 相を安定化させ、 $\beta=\alpha+\gamma$ の共析変態を遅らせるとともに硬化性を与えるMn、Ni、Fe等の成分が5重量%以下の範囲で含有される請求項4に記載の焼結材料。

【請求項6】 焼結時の還元性を高める焼結合金粉末がP:2重量%以下相当添加される請求項3~5のうちのいずれかに記載の焼結材料。

【請求項7】 さらに、P、Zn、Fe、Ni、Co、Mn、Be、Pb、Mo、W、Mg、Agのうちの1種以上の合金元素および/またはWC、黒鉛、セラミックス等の分散成分の1種以上が含有される請求項1~6のうちのいずれかに記載の焼結材料。

【請求項8】 携動部に用いられる請求項1~7のうちのいずれかに記載の焼結材料。

【請求項9】 1~12重量%のSnと、2~14重量%のAIとを含有するCu-AI-Sn系焼結材料が裏金部材に焼結接合されて一体化されることを特徴とする複合焼結携動部材。

【請求項10】 TiおよびSiのうちの1種以上が、それぞれTi:O.3~5重量%、Si:O.5~3重量%の範囲内で含有される請求項9に記載の複合焼結携動部材。

【請求項11】 少なくとも焼結組織中に β 相が存在する($\alpha+\beta$)二相、 β 相および/またはそれらの基地に金属間化合物が分散した組織である請求項9または10に記載の複合焼結携動部材。

【請求項12】 β 相を安定化させ、 $\beta=\alpha+\gamma$ の共析変態を遅らせるとともに硬化性を与えるMn、Ni、Fe等の成分が5重量%以下の範囲で含有される請求項1に記載の複合焼結携動部材。

【請求項13】 焼結時の還元性を高める焼結合金粉末がP:2重量%以下相当添加される請求項9~12のうちのいずれかに記載の複合焼結携動部材。

【請求項14】 さらに、P、Zn、Fe、Ni、C

o、Mn、Be、Pb、Mo、W、Mg、Agのうちの1種以上の合金元素および/またはWC、黒鉛、セラミックス等の分散成分の1種以上が含有される請求項9~13のうちのいずれかに記載の複合焼結携動部材。

【請求項15】 Cu-AI系合金粉末またはAI粉末を用いて、AIが2~14重量%になるように添加された混合粉末を、所要の円筒形状に成形して圧粉体を得、この圧粉体をその圧粉体の外径よりも僅かに大きい穴径を有する裏金部材内へ挿入し、真空、中性または還元雰囲気に調整した焼結炉内で800°C以上の温度でその裏金部材の内径部に焼結接合してなる請求項9~14のうちのいずれかに記載の複合焼結携動部材。

【請求項16】 前記裏金部材の内径部への焼結接合は、前記裏金部材と圧粉体との間に第3の金属合金を介して行われる請求項15に記載の複合焼結携動部材。

【請求項17】 前記第3の金属合金は、少なくとも焼結接合温度において前記裏金部材と接合するに必要な液相を発生させる溶製合金および/または焼結合金である請求項16に記載の複合焼結携動部材。

【請求項18】 前記裏金部材には内径部に溝加工が施され、焼結接合した後にその溝部が潤滑油のオイル溜まりになるようにされる請求項15または16に記載の複合焼結携動部材。

【請求項19】 前記裏金部材が鋼である請求項9~18のうちのいずれかに記載の複合焼結携動部材。

【請求項20】 Snを5~12重量%含有する青銅系のCu-Sn合金粉末または混合粉末を鋼板上に散布し、真空、中性または還元雰囲気に調整した焼結炉内で700°C以上の温度で焼結接合したものを裏金部材として用い、この裏金部材上に2~14重量%AI濃度に調整された前記Cu-AI系合金粉末を散布した後に、700°C以上での焼結・圧延、700°C以上での焼結もしくは圧延および700°C以上での焼結の各工程を施してなる請求項9~14に記載の複合焼結携動部材。

【請求項21】 前記700°C以上での焼結・圧延、700°C以上での焼結もしくは圧延および700°C以上での焼結の各工程を2回以上繰り返し、Cu-AI系焼結携動層の平均結晶粒を5ミクロン以下に微細化とともに、相対密度を90%以上に高密度化する請求項20に記載の複合焼結携動部材。

【請求項22】 硬さをHV100以上に高め、耐摩耗性を改善させてなる請求項21に記載の複合焼結携動部材。

【請求項23】 Cu粉末にAI:8重量%以上の β 組織を含むCu-AI系合金粉末および/またはAI粉末を全体の混合粉末でAI:2~9重量%相当量添加した混合粉末を裏金部材上に散布し、真空、中性または還元雰囲気に調整した焼結炉内で700°C以上の温度でAIが十分に拡散して均質化しないで β 相が存在するような短時間焼結と圧延とを組み合わせて、非平衡状態で β 相

が存在するようにされる請求項20～22のうちのいずれかに記載の複合焼結摺動部材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、焼結材料および複合焼結摺動部材に関し、より詳しくは高硬度、耐摩耗、耐高温酸化性、耐食性に優れた銅合金として広く使用されているA1青銅合金系の焼結性を改善し、寸法精度の良い製品を作るのに適したCu-A1系の焼結材料と、その焼結材料を用いた複合焼結摺動部材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】A1青銅合金は、高硬度、耐摩耗、耐高温酸化性、耐食性に優れた銅合金として広く使用されている。しかし、このA1青銅合金製の部材を焼結材料により製造しようとすると、焼結時に異常な膨張が発生して緻密化させることが困難である。このため、A1青銅铸造合金が多く用いられており、とりわけCu-A1-Fe-Ni-Mn系のものが最も広く用いられていて、JISにおいてもA1BC1～4として規定されている。

【0003】なお、関連先行技術として、特開昭56-152901号公報および特開昭56-152902号公報においては、0.1～10重量%のTiもしくは0.05～1.0重量%のPを添加することによって焼結を著しく進行させ、強度、韌性の優れたCu-A1系焼結材料を得るようにした技術が開示されている。

【0004】ところで、銅系焼結軸受材料としては、例えばCu-Sn-Pb等の青銅系、鉛青銅系材料が多く用いられ、かつ鉄系裏金材料と一体化された複層焼結摺動部材が良く知られており、建設機械においても足回りの転輪ローラ部にごく一般的に利用されている。

【0005】また、建設機械の作業機ブッシュのような、より高面圧、低速の条件下で使用される軸受材として、耐摩耗性を重視した浸炭もしくは高周波焼入れを施した鋼製のブッシュがグリース潤滑下で使用されている。特に、この種作業機では高面圧下で潤滑条件が厳しくなって作業時に不快な異音が発生することから、これを防止するために、高力黄銅製のブッシュや、前述の鋼製ブッシュにさらに潤滑皮膜処理を施したもののが使用されている。

【0006】一方、高面圧下条件で使用されるアルミ青銅系複層焼結摺動部材としては、特開平5-156388号公報に開示されたものがある。この公報に記載のものは、固体潤滑成分としての黒鉛が3～8重量%、A1が5～13重量%、Feが3～6重量%、Tiが0.1～1.5重量%の範囲で分散含有されたアルミ青銅系焼結合金の粉末シートを焼青銅の接合層を介して鋼板に接合するようにし、この際、800～950°Cの温度での焼結時に加圧力を加えながらアルミ青銅系焼結層の高密

度化を図るとともに強固な接合を図るように構成されている。また、この公報に記載の複層焼結摺動部材において、焼結層はTiを水素化(TiH)して添加し、焼結時に発生する水素によってA1粉末層のAl₂O₃皮膜を還元して焼結性を高めるが、焼結層は18～25容量%以上の空隙を持ち、その空隙に潤滑油を含油させて摺動部材として利用するようにされている。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、高強度、耐摩耗銅合金として広く使用されているA1青銅合金は、溶解中にAl₂O₃が懸濁して湯流れが悪く、またガス吸収が大きくて凝固収縮率が大きいために、このA1青銅合金によって健全な鋳物を作ることは困難である。このことから、A1青銅系の焼結合金が容易に開発されることが望まれるところであるが、三谷等が開示（「改訂増補粉末冶金学」P79～P82、P258～P260、コロナ社、昭和60年9月10日発行）しているように、Cu-A1系の焼結材料では焼結時に顕著な膨張現象が現れるために、緻密で、寸法精度の良い製品を作ることは困難である。

【0008】また、橋本等は、A1添加方法としてCu6.54重量%A1、Cu9.92重量%A1の合金粉末を用い、1000°C以上の高温での焼結によって緻密化させる方法を報告している（「粉末および粉末冶金」29巻、No.6、P211、1982年）。しかし、この方法では、とりわけ電解Cuと合金粉末の混合粉末を成形し、金型から取り出す際のスプリングバックが極めて大きく、実質的に圧粉成形体が破損するという問題点がある。

【0009】さらに、前記特開昭56-152901号公報および特開昭56-152902号公報に記載の、高濃度（6～9重量%）のA1添加焼結材料を母合金粉末に用いた混合粉末や合金粉末で実施する方法は、前述の三谷等の報告にあるように、Cu-A1状態図に示される548°Cでの共晶反応を避けたものであるが、この方法では、成形体のスプリングバックが大きいことや、合金粉末が硬いことによる成形体の密度が上がり難いこと等の問題点がある。とりわけ、成形体のスプリングバックが大きいと、金型から取り出す際に成形体の破損を招き、製品の不良率が極めて高くなるという問題点がある。

【0010】また、スプリングバックを小さくするために、前記Cu-A1合金粉末を用いて焼結材料組織がα単相領域になるように調整した成形体を焼結し、この焼結時のTi、Pの焼結促進作用を利用することも考えられるが、A1もしくはA1合金粉末を調整した成形体を焼結する場合には焼結時に前記共晶反応が関与し、またTi、Pの添加による焼結促進作用をそのまま適用することができず、第3合金元素の作用を再検討することが必要になる。

【0011】このことは、前記特開平5-156388号公報に開示されているように、純Al粉末を使った混合粉末に0.1~1.5重量%のTiHを添加して焼結性の改善を図ったCu-Al系の焼結摺動材料が、5kg/cm²以下の加圧焼結によっても、18~25容量%以上の空隙を持ち、十分な緻密化が達成できないことからも明らかである。当然のことながら、ホットプレス法のように加圧力をより増大させれば焼結体の緻密化は可能であるが、生産性やコストの観点から極めて不利になるとともに、より複雑な形状の焼結製品を製造するのが困難になるという問題点がある。

【0012】また、前記特開平5-156388号公報に記載の、3~8重量%の黒鉛を含有するAl青銅系焼結摺動材料を焼青銅層を介して裏金に一体化した複層焼結摺動部材においては、前述のような焼結時の異常膨張現象の出現のために、加圧しながらの焼結および/または焼結接合工程においてコスト高が避けられないという問題点がある。また、黒鉛等の固体潤滑剤を多量に含有する金属焼結体では焼結性がさらに悪くなり、焼結材料の高密度化と高硬度化が困難な場合には、例えば極めて高い面圧条件や潤滑切れが起こり易い条件下で使用される建設機械用作業機ブッシュ等に適用した場合に急速な摩耗を引き起こすことは明らかである。

【0013】一方、建設機械の足回り装置の転輪ローラ部でごく一般に利用されているCu-Sn-Pb鉛青銅系焼結摺動材料においては、多量のPbが含有されることから、環境問題に対応するためPbレス化を実現する代替材料の開発が望まれている。

【0014】Pbの代替材料として、3~8重量%の黒鉛を含有する前記Al青銅系焼結摺動材料を用いた場合には、黒鉛の分散によって摩擦係数が大きくなつて摺動時に発熱し易くなるという問題点がある。

【0015】以上の観点から、潤滑剤が切れた時でも焼付き難い点で高力黄銅鋳造合金を用いることが注目されており、建設機械用作業機ブッシュに一部適用されているが、未だ十分な機能を得るまでには至っていない。

【0016】なお、高力黄銅鋳造合金の焼結材料化による摺動機能の改善に関しては、蒸気圧が極めて高いZnを多量に含有する高力黄銅合金を高密度に焼結化するのは極めて困難であり、また焼結材料中のZnの濃度変動が起こり易く、僅かのZnの濃度変動によって高力黄銅の基調組織である(α+β)二相組織が大きく変動するために、潤滑剤が切れた時でも焼付き難い摺動性や耐摩耗性に大きく影響するβ相が調整できないという問題点がある。

【0017】本発明は、このような問題点を解消するためになされたもので、Cu-Al系焼結材料の焼結性を改善して寸法精度の良い焼結材料を提供し、これによって広く高強度、耐摩耗、耐焼付性、耐食性に優れた焼結摺動部材および複合焼結摺動部材を提供することを目的

とするものである。また、本発明は、より高面圧下での軸受の耐摩耗性の向上、異音の発生防止などを狙いとして、Cu-Al状態図におけるより硬質なβ相を出現させた(α+β)二相、β相およびそれらの基地に金属間化合物を分散させた焼結組織を利用した焼結材料とその焼結材料を裏金に焼結接合して一体化した複合焼結摺動部材を提供することを目的とするものである。なお、本発明中でβ相との記載は焼結温度においてβ相状態にあることを示したもので、焼結後の室温に冷却した状態では、Cu-Zn、Cu-Al状態図にも記載されているようにβ相の多くはβ'相にマルテンサイト変態することが知られているので、以下の説明においては、β'相も含めてβ相と記載することとする。

【0018】

【課題を解決するための手段および作用・効果】前記目的を達成するために、第1発明による焼結材料は、Cu-Al系焼結材料であって、1~12重量%のSnと、2~14重量%のAlとを含有することを特徴とするものである。

【0019】この第1発明において、Snの添加重量%に対するAlの添加重量%は、

$$1.8 \leq 2.5 \times (\text{Al重量\%}) + (\text{Sn重量\%})$$

の関係にあるのが好ましい。

【0020】前記第1発明においては、TiおよびSiのうちの1種以上が、それぞれTi; 0.3~5重量%、Si; 0.5~3重量%の範囲内で含有されるのが好ましい。また、少なくとも焼結組織中にβ相が存在する(α+β)二相、β相および/またはそれらの基地に金属間化合物が分散した組織であるのが好ましい。さらに、β相を安定化させ、β = α + γの共析変態を遅らせるとともに硬化性を与えるMn、Ni、Fe等の成分が5重量%以下の範囲で含有されるのが好ましい。また、焼結時の還元性を高める焼鉄合金粉末がP; 2重量%以下相当添加されるのが好ましい。さらに、P、Zn、Fe、Ni、Co、Mn、Be、Pb、Mo、W、Mg、Agのうちの1種以上の合金元素および/またはWC、黒鉛、セラミックス等の分散成分の1種以上が含有されるのが好ましい。

【0021】また、前記各発明に係る焼結材料は摺動部に用いるのが好適である。

【0022】本発明は、成形後のスプリングパックが極めて少ないAlもしくはAl合金粉末をAl源とした場合においても、Cu-Al系焼結材料の膨張を防止するか、もしくは収縮させるSnおよび/またはSiを合金元素として利用し、さらにTi、Ni、Mn、焼鉄等の他の合金元素との併用によって焼結性に優れたCu-Al系焼結材料を得ることを可能にしたものである。以下に、その詳細について述べることとする。

【0023】(1) Al添加方法による成形・焼結挙動の差異

① α 、 β 単相母合金粉末および Al 粉末を Al 源とした時の成形時のスプリングバックを調査した結果、例えば β 単相母合金 (13.9 重量% Al) を利用し、Cu-8 重量% Al 焼結材の混合粉末を 4 ton/cm^2 で成形したとすると、スプリングバックは 0.57% であり、金型からの取り出し時に成形品の破損が危惧されることがわかった。これに対して、Al 粉末を利用した場合には、スプリングバックによる成形体破損の心配は全くなく、焼結後の異常膨張が抑制できれば Al 粉末を添加源として利用することが好ましいことがわかったので、本発明では、Al もしくは Al 合金粉末を Al 源とした Cu-Al 系焼結材料を開発した。

【0024】また、成形体の焼結性については、図 1 に示されるように、

② α および β 単相母合金を用いて α 単相領域組成の焼結材料の焼結性を 1000°C で調べた結果、 α 単相母合金を用いると僅かではあるが収縮性を示すのに対して、 β 単相母合金を用いた場合には顕著な膨張性が認められた。

③さらに、 β 単相の Cu 14 重量% Al 母合金を使って、焼結組織が ($\alpha + \beta$) 二相組織になる 8 重量% Al-Cu-1 重量% TiH では、前述のものよりも大きな膨張性を示し、($\alpha + \beta$) 二相組織合金の焼結性がより難しいことがわかった。

【0025】④ Al 粉末を使った焼結材の焼結性挙動 Cu-Al 二元系焼結材料において、 1000°C 以下の焼結では Al 濃度にほぼ比例して膨張するが、焼結温度が Cu-Al 二元系の共晶温度 (1037°C) に近い 1020°C では、共晶組成 (8.5 重量% Al) に近いものの焼結性がより促進されることがわかった。以上のことから、高 Al 濃度の Cu-Al 合金粉末を Al 源とした場合においても、焼結時の膨張を抑制することは困難であるが、共晶組成、温度近傍での焼結性は遷移的な液相の発生であっても焼結性が促進されることがわかったので、本発明では、より低温度側において安定した液相を発生させる Sn, Si 等の合金元素を添加することによって焼結性を高めた。

【0026】(2) 焼結性に及ぼす Ti 添加の影響 Cu-Al に 3 重量%までの Ti 添加の影響を調べた結果、 1000°C 以下の焼結条件では、Ti が焼結性を促進して、焼結体の緻密化に寄与する効果は確認されないが、Cu-Al 系の共晶温度 1038°C に近い 1020°C の焼結では緻密化する。これは前述のように Ti 添加による共晶温度の低下に起因するものであり、Ti の単独添加による作用は Al の共晶温度直下温度での非常に限られた温度範囲でのものであり、Ti の単独添加だけでは Cu-Al 系の焼結性を十分に改善できないことがわかった。

【0027】(3) 焼結性に及ぼす Sn 添加の影響 Al の酸化膜を積極的に還元する TiH の添加によって

も、前述の TiH 添加の効果で確認されたように十分な焼結促進効果が得られなかつたが、Al の共晶温度直下温度での非常に限られた温度範囲のものであつても、液相が焼結に十分に関与すれば、焼結促進効果が十分に得られることがわかった。したがつて、本発明では、

① Al 粒子表面の酸化皮膜が焼結阻害の機能を発揮しても、焼結状態で液相焼結を促進する状態に第 3 元素で調整できれば、拡散性が極めて大きくなり、焼結性が促進され、高密度化（収縮）作用が現れる。

② 第 3 元素は、Cu の融点を顕著に低下させるとともに、($\alpha +$ 液相) の二相共存範囲が広く、かつ α 相に対する固溶範囲が広いことが好ましい。

③ 第 3 元素は、共存する Al 元素との金属間化合物を形成し難いこと。

④ 第 3 元素と共存する Al 元素が金属間化合物を形成しても、金属間化合物の融点が焼結温度よりも低いこと。等の考え方に基づいて、Cu-Al 系の焼結性を促進する第 3 の合金元素としての Sn を見出した。

【0028】とりわけ、 1000°C での焼結では約 5 重量% Sn 以上、 900°C での焼結では約 11 重量% Sn 添加で焼結促進効果が確認されるが、Ti の添加によって Sn の焼結促進効果はより顕著に現れるようになる。例えば Cu-10Al-3Sn-1Ti では、 1000°C で、また Ti を 3 重量% に增量すると 960°C で顕著に焼結収縮する。

【0029】この原因は次の理由によるものである。すなわち、Sn は、青銅材で知られるように多量に Cu 中に固溶することができ、かつ Cu の融点を顕著に下げて ($\alpha +$ 液相) の二相領域をより低温側にまで引き下げ液相側に濃化する元素であり、また Al とはハンセンの状態図 (Al-Sn 二元系) から予測されるように、液相においてのみ固溶し合うが、液相、固相のいずれにおいても熱力学的に強く反発し合う元素で、金属間化合物も形成しないために、焼結による緻密化が起こるにつれて Sn に富んだ液相が焼結体から部分的に排出される。このため、Sn 単独の添加では焼結促進作用を実現するのに多くの添加量を必要とするが、Sn の富んだ液相の発汗現象を Ti 添加が抑制したことにより、焼結体内に焼結を促進する液相が存在するようになり、その結果として、Sn の焼結促進がより顕著になったものである。

【0030】なお、前記発汗現象を抑えるために、Sn, Al の少なくともどちらか一方と熱力学的に引き合う元素を少量添加することが好ましいので、前記 Ti と同様の作用を示す元素として、Mn, Ni, 鋼鉄 (Fe-25 重量% P) の効果を確認したが、ハンセンの状態図を参考にすれば、これら以外にも、Fe, Mo, Co, V, Cr 等の顕著な Al 化合物や Sn 化合物を形成する元素が挙げられる。

【0031】Sn の添加量としては、焼結温度が 100°C 近傍として、焼結に液相を関与させるのに必要な最

小限の濃度はハンセンの状態図を参考にすると、1重量%以上であることが好ましく、また脆弱な金属間化合物が析出することを防止することから13重量%以下に止めるのが好ましい。

【0032】また、Snの添加によってCu-Al二元系で出現するβ相がより低Al濃度側となるために、後述するように焼結摺動材料として利用する場合には少なくともβ相が存在した(α+β)二相組織をベースにすることが好ましい。この場合、AlやSnの添加量は以下の関係式の範囲で調整されることが好ましい。ただし、AlやSnと金属間化合物を形成する前述のTi等元素を多量に添加する場合には、このことを考慮して管理することが必要である。

$$18.5 \leq 2.5 \times (Al\text{重量\%}) + (Sn\text{重量\%})$$

【0033】さらに、Tiは前述のように発汗現象を抑制する観点から添加されるために、その添加量は0.3重量%以上とするのが好ましい。また、添加量が10重量%を超えるときにはハンセンの状態図を参考にすると、焼結時の液相量が過多になり過ぎる問題があるが、発汗現象を抑制することと、金属間化合物の析出による硬化が過ぎないように5重量%以下に抑えることがより好ましいし、コスト的にも有利である。

【0034】(4) 焼結性に及ぼす燐鉄合金添加の影響
Pの添加は、純元素粉末での添加が難しく、母合金粉末による添加が一般的であるが、低融点の例えばCu 8重量% Pの燐銅合金では焼結時に顕著な流出孔を形成して、焼結の緻密化に好ましくないので、燐鉄合金(例えばFe 25重量% P)として添加するのが好ましい。とりわけ、燐鉄によるPの添加によって前記発汗現象や燐銅合金に見られる顕著な流出孔の形成が無いだけでなく、焼結中の雰囲気による酸化が顕著に抑制され、焼結体の黒茶色の酸化着色が防止されることは、明らかに焼結品の付加価値を高めるとともに、この焼結材を焼結時に裏金に接合させる際の接合性を高めるのに有効である。さらに、本焼結材を摺動材料として利用する際、含油性を重視する場合においては燐銅合金粉末を適量添加することによって形成される流出孔を利用することが有効であることは明らかであるが、燐銅合金添加量はP添加量として2重量%を越える場合には、焼結による緻密化が阻害されるので好ましくない。

【0035】(5) 焼結性に及ぼすSi添加の影響
Si添加の影響は、前述のAlおよびCuに対するSnの関係とほぼ同様の関係にあるため、Snと同様の作用によって焼結性を促進するものと考えられる。例えばCu-Al-1重量% TiHにSiを添加した場合、Siによる焼結促進効果が顕著に認められている。しかし、3重量%を越えて添加したときには顕著な硬化とともに脆化が認められたので、3重量%以下に抑えて使用する

ことが好ましい。

【0036】なお、銅系摺動材料において、SiとMnを複合添加することによって、特に耐摩耗性の改善がなされることは良く知られており、本焼結摺動材料においても、それらが複合添加されるのが好ましいのは明らかである。

【0037】(6) その他の元素の影響

Niは銅系材料においてもAl、Sn、Ti、Siと複合添加させることによって、強力な金属間化合物を形成し、硬化性を増すことはよく知られており、またMn、Fe等とともにCu-Al系のβ相を安定化して、β=α+γの共析変態を遅らせて、例えば焼結後の冷却時に脆弱な(α+γ)組織の出現を防止することは明らかである。本発明においても積極的に添加することが好ましい。しかし、コスト的な観点からすれば10重量%以下、好ましくは5重量%以下に止めておくことがより好ましい。

【0038】Niのβ相を安定化する作用は、Al添加量を低減してβ相を出現させることにつながり、Al添加量の低減が易焼結性を得ることにつながるので、ハンセンの状態図集を参考に、Cu合金においてβ相を出現させやすい元素として、Zn、Be、Ga、In、Sb、Si、Snなどが挙げられることは明らかである。

【0039】さらに、銅合金の硬化性に顕著な影響を与える元素としては、Co、Be、Cr、Mg、Ag、Ti、Si等が良く知られており、これらの元素も本発明の焼結材料に積極的に利用できることは明らかである。

【0040】またさらに、本焼結摺動材料には、焼き付き防止のための硬質分散剤もしくは固体潤滑剤としてW、Mo、工具鋼アトマイズ粉末、SiC、Si₃N₄、Pb、黒鉛、MnS、PbS、TiS、各種弗化物類等の公知の各種材料が積極的に利用できることは明らかである。

【0041】なお、前記のTi、Sn、Mn、Ni、Si、Co、Be、Cr、Fe、Mg、Ag、W、Mo、Pb、P等の元素の添加は他の合金元素やCuとの合金や化合物としての添加方式を探ることが可能であることも明らかである。

【0042】次に、第2発明は、第1発明のCu-Al系焼結材料に各種の合金元素を添加することによってより高硬度で、耐摩耗性に優れた摺動材料を裏金部材に焼結接合した複合焼結摺動部材を提供することにある。

【0043】要するに、第2発明による複合焼結摺動部材は、1~12重量%のSnと、2~14重量%のAlとを含有するCu-Al-Sn系焼結材料が裏金部材に焼結接合されて一体化されてなることを特徴とするものである。

【0044】前記第2発明においては、TiおよびSiのうちの1種以上が、それぞれTi; 0.3~5重量%、Si; 0.5~3重量%の範囲内で含有されるのが

好みしい。また、少なくとも焼結組織中に β 相が存在する($\alpha+\beta$)二相、 β 相および／またはそれらの基地に金属間化合物が分散した組織であるのが好みしい。さらに、 β 相を安定化させ、 $\beta=\alpha+\gamma$ の共析変態を遅らせるとともに硬化性を与えるMn, Ni, Fe等の成分が5重量%以下の範囲で含有されるのが好みしい。さらに、焼結時の還元性を高める燐鉄合金粉末がP:2重量%以下相当添加されるのが好みしい。また、P, Zn, Fe, Ni, Co, Mn, Be, Pb, Mo, W, Mg, Agのうちの1種以上の合金元素および／またはWC、黒鉛、セラミックス等の分散成分の1種以上が含有されるのが好みしい。

【0045】前記Cu-Al-Sn系焼結摺動材料に含有されるSnは、前述のように発汗性があることから摺動時には摺動表面に偏析して存在しやすくなる性質があり、摺動材料として耐焼付き性に優れることが明らかである。また、前記Cu-Al-Sn系焼結摺動材料層には、Ti, Ni等前述のSnの顕著な発汗性をコントロールする成分を少量添加し、焼結時の発汗による多孔質化を防止するとともに、Ti, Si, Mn, Ni等の硬化元素を添加して、硬度を調整することによって摺動材料としての耐摩耗性を高めることが好みしい。

【0046】さらに、前記Cu-Al-Sn系焼結摺動材料の組織中には、少なくとも β 相が存在するようにした。 β 相はピッカース硬さでHv200以上の硬質な相であり、耐凝着性では α 相よりも優れており、焼結後に室温に冷却した状態では、 β 相の多くはマルテンサイト変態した β' 相になっているものと考えられるが、マルテンサイト変態点(Ms点)が室温近傍にあるために、摺動面での凝着時には未変態の β 相から β' 相へのマルテンサイト変態とその逆の β' 相から β 相への逆変態による形状記憶効果が凝着の損傷拡大を防止することや馴染み性の改善効果が期待されることから、本発明での摺動材料は($\alpha+\beta$)二相や β 相組織をベースにして、Ti, Mn, Ni等の合金元素とAl, Sn, Si等の合金元素からなる金属間化合物を適量に分散させる焼結摺動材料とした。なお、本発明中で β 相との記載は焼結温度において β 相状態にあることを示したもので、前述のように焼結後の室温に冷却した状態では、 β 相の多くが β' 相にマルテンサイト変態していることから、本発明の焼結材料においては、 β 相との記載は β' 相を含めた意味のものである。

【0047】また、($\alpha+\beta$)二相組織を持たせることによって、焼結材料の結晶粒がより小さくなるようにして、摺動面での凝着変形時の均一伸びを高めるように、また、急激な加工硬化性を低減して馴染み性と耐凝着性を高めるようにした。

【0048】なお、この場合には、摩耗粉の摺動面からの排出性が良くなると同時に、耐摩耗性が低下することが危惧されるが、前述の適当な金属間化合物の分散によ

って耐摩耗性が改善できる。通常、金属間化合物の分散の耐摩耗性に対する効果は0.2体積%以上で確認できることが知られていることから、本発明においても、前記金属間化合物の析出量の下限は0.2体積%以上であることが好みしく、上限は使用目的によって、すなわち、馴染み性、耐凝着性、耐摩耗性のいずれを重要視するかによって変わるために特に定められるものではないが、3.5体積%を越える場合には、脆弱化する場合が多いことから3.5体積%以下にすることがより好みしい。なお、0.2体積%の金属間化合物を析出させる場合には、添加元素としては約0.1重量%以上で達成されることは明らかであり、硬化用の添加元素の下限値はこの値によって調整されることが好みしい。

【0049】前記摺動材料として利用する場合には、前記摺動材料の混合粉末を所定の形状に成形した後に、緻密化する適正な温度で焼結して利用するのが好みしいが、混合粉末を板状に成形して、800°C以上の温度で1度焼結した板状焼結体に圧延加工による機械的な緻密化を施して、再焼結する工程を1回以上繰返すと、緻密で硬質な焼結摺動材料を容易に製造することができる。よって、これを丸曲げ加工した後、溶接もしくはクリンチし、最終形状に機械加工してブッシュとして利用することができる。本発明のCu-Al-Sn系の焼結材料は硬質な高力黄銅系の摺動材料に比べれば極めて溶接が簡単であるので、極めて低コストな製造方法が提供できることになる。

【0050】また、本発明によれば、前記板状成形体もしくは焼結体に独立した穴を複数個設け、丸曲げ加工した後、前述のように円筒状にブッシュとし、この独立した穴を潤滑作用を与える各種潤滑剤の収納穴として利用することによって、より給脂間隔の長い焼結摺動材料として利用できるとともに、円筒体に機械加工によって穴加工を施す場合に比べると極めて低コストで製造することが可能となる。

【0051】ところで、焼結摺動材料を裏金に焼結接合した後に、ブッシュではそれを丸曲げして溶接するか、あるいは機械的にクリンチして、内外面を機械加工するようにした複合焼結摺動部材の製造方法が知られている。本発明では、前述のようにCu-Al-Sn系焼結材料を、約900°C以上の焼結温度領域で各種合金元素の添加によって焼結性を促進して焼結材料を緻密化しているが、緻密化する焼結温度より低温度領域で顕著な膨張性を示すことをを利用して、裏金となる鋼管の内径部に鋼管の内径と同じかそれよりわずかに小さい外径を持つ本発明の焼結材料の混合粉末による円筒成形体を配置して、緻密化温度領域以下の低温度領域で裏金内径面に接合した後に、さらに900°C以上の温度領域で緻密に焼結することによって、裏金内径面にCu-Al-Sn系焼結材料を接合焼結した複合焼結摺動部材を製造することができ、かつ從来の内径部からの外部加圧力を必要と

しない低成本な複合焼結摺動部材を製造することができる。

【0052】要するに、前記第2発明において、Cu-AI系合金粉末またはAI粉末を用いて、AIが2~14重量%になるように添加された混合粉末を、所要の円筒形状に成形して圧粉体を得、この圧粉体をその圧粉体の外径よりも僅かに大きい穴径を有する裏金部材内へ挿入し、真空、中性または還元雰囲気に調整した焼結炉内で800°C以上の温度でその裏金部材の内径部に焼結接合してなる複合焼結摺動部材とするものである。

【0053】ここで、前記裏金部材の内径部への焼結接合は、前記裏金部材と圧粉体との間に第3の金属合金を介して行われるのが好ましい。この場合、前記第3の金属合金は、少なくとも焼結接合温度において前記裏金部材と接合するに必要な液相を発生させる溶製合金および/または焼結合金であるのが良い。また、前記裏金部材には内径部に溝加工が施され、焼結接合した後にその溝部が潤滑油のオイル溜まりになるようにされるのが良い。さらに、前記裏金部材は鋼であるのが好ましい。

【0054】本発明の複合焼結摺動部材によれば、前記Cu-AI-Sn系焼結材料が耐摩耗性を重要とし、耐凝着性を重要とする硬質なβ相を多く含有した(α+β)二相もしくはβ相をベースに、さらに、金属間化合物を分散させたブッシュを製造する場合には、前述の丸曲げ加工によって、焼結摺動材料に割れが発生することがない。

【0055】また、前記混合粉末による円筒成形体の代わりに、混合粉末の板状成形体を仮焼結した後に丸曲げて前記鋼管内径部に配置して接合焼結することによっても円筒状の複合焼結摺動部材を製造することができる。

【0056】さらに、この時の板状成形体には成型時もしくは仮焼結後に独立した穴を複数個設け、これらの穴を、円筒状複合焼結摺動部材において摺動面に潤滑作用を与える各種潤滑剤の収納穴として利用することによって、より給脂間隔の長い複合焼結摺動部材として利用できる。

【0057】前述のように、800°C以上の温度で1度焼結した板状焼結体に圧延加工による機械的な緻密化を施して、再焼結する工程を1回以上繰り返すと、緻密で硬質な焼結摺動材料を製造することができるので、これを丸曲げた後、溶接するかクリンチのように形状的な結合を行うことによってブッシュなどの形状に容易に加工できる。なお、この方法によれば、例えばCuとの反応性に乏しく、かつ溶製材料としては入手できないような材料、例えば金属間化合物を1μm以下に細かく分散できること、W、Mo、セラミックス、工具鋼粉末、WC、超硬、サーメット、固体潤滑剤等を分散できることは明らかである。

【0058】また、本発明では、Pb青銅系焼結摺動材料と同等以上の摺動時の馴染み性に優れ、かつ耐焼付き

性や耐摩耗性に優れた摺動特性が、前述のような微細な(α+β)二相組織を基調にすることによって発揮されることを見出しており、Cu-AI-Sn系焼結摺動材料を鋼板に接合焼結して、一体化された複合焼結摺動部材を開発した。とりわけ、本複合焼結摺動部材はPbレス焼結摺動部材として、近年の環境問題に対する重要性が増すものと考えられる。

【0059】なお、前述のようにTi、Si、Ni、Mn、FeP等の化合物を形成する成分を増やすと摺動時の相手材へのアタック性が増すので、できるだけこれらの成分を低減した(α+β)二相組織を基調にしたCu-AI-Sn系焼結複合摺動部材にすることが望まれる。

【0060】鋼板に接合焼結した前記Cu-AI-Sn系複合焼結摺動部材は、前記混合粉末を圧縮加工(例えば圧延)した後に、真空、中性または還元雰囲気に調整した炉内で700°C以上の温度で焼結する工程を2度以上繰り返して、Cu-AI系焼結材料の酸化膜形成による難焼結性を圧縮成形による酸化膜破壊でより低温での焼結によっても高韌性な焼結材料が得られるようにして、前述の微細な(α+β)二相組織を基調とし、アタック性の少ないPbレス摺動材料を得るようにした。

【0061】具体的には、少なくとも青銅粉末、銅粉末、Sn粉末、AI粉末、TiH粉末からなる前記Cu-AI-Sn系焼結摺動材料の混合粉末を鋼板上に散布し、真空、中性または還元雰囲気に調整した焼結炉内で700°C以上の温度で焼結接合してから、圧縮成形(例えば圧延)と、前述と同じ焼結雰囲気下で700°C以上の焼結工程とを2度以上繰り返してCu-AI-Sn系複合焼結摺動部材を製造することが好ましい。特に散布性を考慮する時にはできるだけアトマイズ粉末を利用する方が好ましく、同時に接合性をより均一にするには青銅アトマイズ粉末を適時に利用することが必要である。また、鋼板との接合性を確保するためには、Cu-AI-Sn系焼結摺動材料中のSn添加量が3重量%以上であることが好ましいが、この時のAI添加量はα相とβ相の量的関係を考慮して調整される。例えばCu-AI-3重量%Sn-1重量%Ti三元系では10重量%AIで(α+β)二相になるが、約12重量%AI以上ではβ相単相になるために硬化し過ぎて馴染み性が悪くなることからそれ以下のAI添加量に止める必要がある。

【0062】また、鋼板との安定した接合性を得るために、AI添加量を少なくしてSn添加量を高めることが好ましいが、前記Cu-AI-Sn系焼結摺動材料の材料コストを低減するためにはSn添加量を低減することが好ましい。

【0063】そこで、本発明は、Snを5~12重量%含有する青銅系のCu-Sn合金粉末または混合粉末を鋼板上に散布し、真空、中性または還元雰囲気に調整し

た焼結炉内で700°C以上の温度で焼結接合したものを裏金部材として用い、この裏金部材上に2~13重量%AI濃度に調整された前記Cu-AI系合金粉末を散布した後に、700°C以上での焼結・圧延、700°C以上での焼結もしくは圧延および700°C以上での焼結の各工程を施してなる複合焼結摺動部材を得ることを特徴とするものである。

【0064】ここで、前記700°C以上の焼結・圧延、700°C以上での焼結もしくは圧延および700°C以上での焼結の各工程を2回以上繰り返し、Cu-AI系焼結摺動層の平均結晶粒を5ミクロン以下に微細化するとともに、相対密度を90%以上に高密度化するのが好ましい。

【0065】また、前記Cu-AI-Sn焼結材料の結晶粒の微細化は、二相組織とすることによる焼結時の粒子成長の抑制と、前述のように圧縮加工と焼結を繰り返すことによる低温での焼結化と再結晶による緻細化と、前述のように化合物を形成し易いTi, Si, Ni等の元素の添加によってより微細化を図っている。なお、焼結温度が700°C以下の条件においては液相が発生しても、合金化反応が遅くなり、圧縮加工時に十分な変形量が確保できずに焼結体内に割れが発生するので、焼結温度は800°C以上であることが好ましい。

【0066】前記発明において、Cu粉末にAI:8重量%以上のβ組織を含むCu-AI系合金粉末および/またはAI粉末を全体の混合粉末でAI:2~9重量%相当量添加した混合粉末を裏金部材上に散布し、真空、中性または還元雰囲気に調整した焼結炉内で700°C以上の温度でAIが十分に拡散して均質化しないでβ相が存在するような短時間焼結と圧延とを組み合わせて、非平衡状態でβ相が存在するようにするのが好ましい。特に、α相の周囲にAIがリッチな硬質のβ相が形成されるために、軟質のα相域が摺動時のオイルポケットとして作用して、摩擦抵抗の小さな良好な摺動特性を発揮する。この非平衡な組織では、たとえば、Ti等の硬化元素を添加した場合においてもその非平衡状態では顕著な硬化を示さず、前述のSnの発汗性を有効に防止し、軟質で馴染み性に優れた摺動材料としての特性を発揮するが、焼結温度が高くなるにつれて、また焼結時間が長くなるにつれて平衡状態組織に近づいてβ相が減少する。しかし、Ti等の硬化現象が顕著に現れてより硬化し、馴染み性の重要視される高速摺動や相手材へのアタック性が重要視される場合には適さなくなることは明らかである。一般に、馴染み性が重要視される場合には、硬さはビッカース硬さでHv≤150が好ましく、より好ましくはHv=100前後に調整されることはよく知られている。また、作業機のように低速高面圧下での耐摩耗性を重視する場合にはHv≥150とするのが好ましく、この場合には焼結組織をより平衡状態に近づけるとともに硬化性合金元素を添加することが好ましい。

【0067】

【実施例】次に、本発明による焼結材料および複合焼結摺動部材の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

【0068】(実施例1:成形性および焼結性に対するAI添加法の影響とSn添加の影響) 250メッシュ以下のアトマイズCu-6, 9, 10, 2, 13, 7重量%AI合金粉末、300メッシュ以下のアトマイズAI粉末、Snアトマイズ粉末、300メッシュ以下のTiH粉末および電解銅粉末(福田金属CE15)を用いて、表1に示される組成よりなる混合粉末を、JISの引張り試験片用金型にて成形圧力4ton/cm²で成形し、引張り試験片としての成形体の寸法(長さ)を測定した。その結果がスプリングバック量とともに表1に示されている。

【0069】

【表1】

No.	成形体寸法						アーリングバック量% (*)	焼結体寸法 820°C 5分	焼結体寸法 900°C 5分	焼結体寸法 1020°C (4ton) 1hr	取縮率 -0.10%
	Cu6.9Al	Cu10.2Al	Cu13.7Al	Al	TiH	Sn					
CA1 Bal.	72.5			0	1	96.83	0.08	96.76	96.71	96.53	-0.10%
CA2 Bal.	72.5			3	1	96.61	0.06	97.32	97.33	95.64	-1.00%
CA3 Bal.		49		0	1	96.71	0.17	97.1	97.02	96.81	0.10%
CA4 Bal.		49		3	1	96.71	0.17	97.38	97.64	95.65	-1.10%
CA5 Bal.		36.5	0	1	96.84	0.30	97.85	97.63(5)	97.52	0.70%	
CA6 Bal.		36.5	3	1	96.81	0.27	98.16	97.97(5)	95.99	-0.85%	
CA7 Bal.			5	0	96.56	0.01	97.55	97.55(5)	97.17	0.63%	
CA8 Bal.			5	3	96.57	0.02	98.32	98.39(6)	96.39	-0.19%	
CA9 Bal.			5	3	96.57	0.02	98.17	98.28(5)	96.13	-0.46%	
CA10 Bal.			73	0	97.1	0.57	98.33(5)	98.69	98.44	1.38%	
CA11 Bal.			73	3	97.07	0.54	98.55(5)	99.01		Melt Down	

(*)OE15

(**)96.55を基準にする

【O070】この結果から、Cu-AIの合金粉末をAI源とする混合粉末の成形においては、スプリングバックが顕著で、特にβ相を含有するか、もしくはβ相の高AI濃度粉末を用いた場合には、成形後の成形体取り出し時に破損する危険の大きいことがわかる。とりわけ、表1の試料No. CA10は、β相のCu13.7重量% AI合金粉末を使ってCu-10重量% AI焼結合金を得ようとする場合であるが、この場合のスプリングバ

ック量は0.57%にも達している。このことから、(α+β)二相やβ相組織の高濃度のAIを含有するCu-AI焼結体を合金粉末を用いて得ようとする場合には、金型を用いたプレス成形を実質的に行えず、結果としては、表1に示されるように軟質なAIおよびAI合金粉末を利用するのが好ましいことがわかる。

【O071】さらに、表1に示される混合粉末で成形した引張り試験片を真空焼結炉で、真密度約10-2t/orr、900°C、1020°Cで焼結した後の焼結体寸法が示されているが、AI濃度を5重量%に調整した表1中の試料No. CA1, CA3, CA5, CA7を比較した結果、1020°CにおいてもAI添加源のAI濃度が高いほど焼結体寸法が膨張していることがわかる。また、膨張を低く抑えるためには、α相の低AI濃度Cu-AI合金粉末を利用し、かつ焼結体中のAI濃度を例えば5.6%以下に低くすることが必要であることがわかる。

【O072】また、3重量%Sn(1重量%Ti共存下での)添加の影響を表1の試料No. CA2, CA4, CA6, CA8, CA11で調べたところ、3重量%Snの添加は、AI添加法の違いに関わらず、900°Cの低温焼結では焼結体寸法を顕著に膨張させ、1020°Cでは逆に収縮させることがわかる。したがって、Cu-AI系焼結体の焼結による膨張を抑えるためには、Snの添加が極めて有効であり、かつ前記スプリングバック量の少ないAIおよびAI合金をAI源とすることによって、従来のプレス成形技術でCu-AI系焼結品を異常膨張なく得ることができることがわかる。

【O073】(実施例2; AI粉末をAI源としたCu-AIに対する各種合金元素の影響)実施例1にて用いた電解銅粉末、Sn粉末、TiH粉末、AI粉末以外に、300メッシュ以下のMn粉末、Ni粉末、燐鉄

(2.5重量%P)、Si粉末を使って、表2に示される割合で配合した混合粉末を準備し、実施例1と同じ引張り試験片金型を用いて加圧力4ton/cm²で成形した引張り試験片を10-2t/orrの真空中で、800~1020°Cの温度範囲で焼結した後、その焼結体寸法の測定と組織観察を行った。なお、焼結体の寸法が表2に示されているが、成形体の寸法は96.56mmである。

【O074】

【表2】

AI粉末を用いた各種混合粉末組成と焼結寸法

No	Cu(OE15)	Al	Sn	Ti	Si	Mn	Ni	Fe27P	Cu8P	1020°C 2hr (mm)	1000°C 20min 寸法	960°C 20min 寸法	930°C 20min 寸法	900°C 20min 寸法	850°C 20min 寸法	820°C 20min 寸法	
1	Bal.	7	0							97.97	98.1	98.15	98.2	98.26	97.83	97.99	
2	Bal.	9	0							97.51	98.54	98.7	98.75	98.83	98.2	98.56	
3	Bal.	10	0							98.02	98.81	99	99	99.05	98.43	98.87	
4	Bal.	11	0							98.42	98.93	99.31	99.36	99.41	98.57	99.12	
5	Bal.	10	3							98.56	99.73	99.68	99.86	99.95	100.07		
6	Bal.	10	6							92.46	99.38	99.77	100.36	100.77	100.76		
7	Bal.	10	9							89.9	97.27	99.37	100.8	101.11	101.23		
8	Bal.	4	6							94.48	98.65	99.06	99.24	99.31	98.91		
9	Bal.	5	6							93.3	97.99	98.83	99.2	99.23	99.04		
10	Bal.	6	6							91.27	97.14	98.68	99.2	99.32	99.21		
11	Bal.	7	6							88.09	98.07	99.15	99.4	99.6	99.46		
12	Bal.	8	6							89.33	98.57	99.46	99.62	99.9	99.59		
13	Bal.	2	11								94.44	96.62	98.79	98.8	99.42		
14	Bal.	3	11								93.36	96	98.32	98.83	99.53		
15	Bal.	4	11								92.59	95.27	98.02	98.75	99.51		
16	Bal.	5	11								91.73	94.97	98.58	99.85	99.8		
17	Bal.	6	11								91.78	97.06	99.55	100.34			
18	Bal.	7	1							98.23	98.14		98.11				
19	Bal.	8	1							97.35	98.45		98.45				
20	Bal.	9	1							96.91	98.71		98.64				
21	Bal.	10	1							97.88	99.09		98.88				
22	Bal.	11	1							98.91	99.45		99.42				
23	Bal.	12	1							98.68	99.84		99.65				
24	Bal.	14	1							99.3	100.8		100.68				
25	Bal.	7	3							96.38	97.34		97.66				
26	Bal.	9	3							94.26	98.01		98.27				
27	Bal.	11	3							95.03	98.78		99.13				
28	Bal.	7	3	1						97.68	96.53		98.82				
29	Bal.	9	3	1						97.53	96.17		98.98				
30	Bal.	11	3	1						97.76	96.74		100				
31	Bal.	10	3	3						94.13	95.01	98.92	99.54	99.2	99.45		
32	Bal.	10	6	3						92.29	93.56	99.34	100.48	100.17	100.37		
33	Bal.	7	1	2						95.88	93.21		98.37				
34	Bal.	9	1	2						96.46	92.99		99.11				
35	Bal.	11	1	2						98.06	95.24		100.36				
36	Bal.	10	3	1	1					98.34	99.46	100.27	100.86	100.2	100.64		
37	Bal.	10	6	1	1					98.66	97.94	98.05	100.43	101.48	101.7		
38	Bal.	7	1	3						98	99.15		98.03				
39	Bal.	9	1	3						97.19	98.27		98.41				
40	Bal.	11	1	3						98.17	98.96		99.2				
41	Bal.	10	3	1	3					97.74	97.58	99.36	99.7	99.17	99.34		
42	Bal.	10	6	1	3					98.06	97.8	97.53	99.08	99.97	100.22		
43	Bal.	7	1		4					98.06	98.12		97.94				
44	Bal.	9	1		4					98.44	98.69		98.59				
45	Bal.	11	1		4					99.01	99.44		99.19				
46	Bal.	10	3	1		3				96.89	99.58	99.66	99.82	99.68	99.64		
47	Bal.	10	6	1		3				97.37	96.5	98.94	100.22	100.43	100.37		
48	Bal.	7	1			4				96.89	97.25		98.25				
49	Bal.	9	1			4				96.67	97.8		98.84				
50	Bal.	11	1			4				97.87	98.37		99.31				
51	Bal.	10	3	1		3				96.76	99.71	99.95	100.07	99.96	100.04		
52	Bal.	10	6	1		3				94.34	98.16	99.31	100.44	100.99	101.2		
53	Bal.	10	3	1			10			97.78							
54	Bal.	10	6	1			10			98.15							
CA7	Bal.	5	0	1						97.17			97.55		97.55		
CA8	Bal.	5	3	1						96.39			98.39		98.32		
CA9	Bal.	5	3	1		2				96.13			98.28		98.17		

【0075】(1) Cu-AI系焼結材料に対するSn添加の影響

表2のNo. 1~17には、Cu-AIと、Cu-AIにSnを添加した場合の焼結体寸法がそれぞれ示されている。また、図2には、No. 1~4のCu-AI二元

系焼結体の寸法と、後述するNo. 18~24のCu-AI-1重量%Ti三元系焼結体の寸法との比較が示されている。

【0076】これら表2および図2から明らかなように、1000°Cでいずれの焼結体寸法もAI濃度に比例

して膨張しているが、Cu-Al二元系状態図にある共晶温度直下の1020°Cでの焼結体では、状態図共晶組成に近傍する材料において膨張量の低減が認められる。これは明らかに共晶点直下では遷移的な液相が発生し易い焼結現象に基づくものであると考えられる。

【0077】図2に示されるCu-Alの焼結体寸法を基準にして、Sn添加の影響を見ると、表2から明らかに、3重量%Snでは収縮が観察できないが、6重量%Sn、11重量%Snでは明らかに、1000°C、960°C、930°Cで顕著な収縮現象を示して、Sn添加により発生する液相によって焼結性が改善されていることがわかる。しかし、Sn単独添加で収縮したものには顕著な発汗現象があり、多孔質化している場合が多い。No. 5, 6において1000°Cでの焼結収縮が小さいのは、発汗現象によって液相が焼結体外に排出され収縮のために必要な液相が不足したためであり、この液相の発汗現象を抑える他の元素の添加によって焼結性が改善されることがわかる。

【0078】図3には、1000°C、960°Cおよび900°Cの各温度における真空焼結時のCu-Al-Sn三元焼結体（表2中のNo. 5～No. 17の試験片）で発汗現象を示した組成領域が示されているが、この図から明らかに850°C以下では発汗しないことがわかる。

【0079】また、Snの発汗現象に対するTiの影響をより明確にするため、表2中のNo. 5～No. 17に0.3重量%Tiを添加したものの1000°Cにおける発汗の有無、およびNo. 13～No. 17に0.3重量%Tiを添加したものの930°Cにおける発汗の有無を調査した。この結果、1000°CでのNo. 7にわずかな発汗が認められた以外は、発汗が抑制されることがわかった。

【0080】(2) Cu-Al系焼結材料に対するTi添加の影響

Cu-AlにTiHを添加した場合の焼結体寸法が表2のNo. 18～No. 20に示され、図4には、1000°C、1020°Cで真空焼結した結果が示されている。この結果から明らかに、1000°Cでの3重量%までのTi添加では燃焼性が改善されて焼結体が収縮することがないことがわかる。なお、1020°Cでの真空焼結で、3重量%Ti添加に顕著な収縮反応（試料の変形と溶損傾向）が確認されたが、これは図2に示される共晶点直下もしくは三元共晶領域での焼結の影響によるものと考えられる。現実的には、大量生産時の真空炉内温度のばらつきを考えれば、極めて限られた温度領域でしか焼結できないTi添加の作用は、焼結促進元素として十分なものではなく、前記Snなどの液相発生元素との組み合わせが必要であると考えられる。

【0081】(3) Cu-Al系焼結材料に対するSn-Ti複合添加の影響

図5には、Cu-AlにSn、TiHを複合添加し、960～1000°Cで焼結した場合の焼結体寸法が示されているが、Cu-AlにSn、Tiを単独添加した場合よりも顕著な収縮反応が観察された。これは、例えば表2中のNo. 28～32、36、37、41、42、46、47、51、52の試料において、1000°Cの真空焼結時にCu-Al-Sn三元系焼結体で確認された発汗現象が1～3重量%Tiの複合添加によって顕著になくなり、Sn添加により発生する液相が焼結体外に排出されることなく、焼結反応に効率良く寄与したことによるものである。

【0082】(4) Cu-Al系焼結材料に対するその他合金元素の添加効果

図6には、1000°Cで真空焼結したCu-Al-1重量%Tiに対する他の合金元素添加の影響が示されているが、前述のようにSn添加の顕著な焼結性促進効果が認められる。また、Siにおいても顕著な焼結性促進効果が確認された。この理由は、前述のように状態図的にAlとSnとは液相でのみ溶け合うが、固相状態ではほとんど溶け合わないこと、AlとSnとでは金属間化合物を形成しないこと、Cuに対しては融点を顕著に低下させ、液相の発生を助ける等といった特徴がSiについても認められることに起因するためである。

【0083】また、Mn、燐鉄(Fe25P)についても余り顕著なものではないが明確な焼結促進効果が観察された。とりわけ、燐鉄の添加によって焼結体の黄金色が鮮やかになり、明らかな還元作用が確認された。なお、Cu8P添加の効果は、燐鉄によるP添加の影響と比較して焼結促進効果はなく、膨張し易くなっているが、これは焼結体内に微細な空孔を多数形成しているためであると考えられる。また、Cu8Pの共晶温度が714°Cと低く、焼結時の低温側での液相の発生によって局所的な流出孔を形成し易いことに起因すると考えられる。

【0084】(実施例3: Cu-Alの $(\alpha + \beta)$ 二相組織領域の出現に対するSn添加の影響) 表3には、代表的な1000°Cでの真空焼結後の α 、 β 相についての組織観察と硬さ測定結果とが合わせて示され、図7には1000～820°Cでの組織観察結果に基づくCu-Al-Snの三元状態図中の α 、 β 相の各存在領域が示されている。この結果から、Cu-Al二元系における $(\alpha + \beta)$ 二相領域が、Snの添加によってより低Al濃度側に推移し、Snが β 相をより安定する元素であることがわかる。また、図7中の破線で示されるように、低温度での焼結ではより低Al濃度側において β 相の存在が確認されている。これは焼結が十分な平衡状態に達していないことによるものである。この非平衡状態においても β 相が出現し始める組成 α/β と α 相が消失し、 β 相単相となる組成 $(\alpha + \beta)/\beta$ は、ほぼ次式で表示されることがわかった。

18. $5 \leq 2.5 \times (\text{Al 重量\%}) + (\text{Sn 重量\%}) \leq 28.5$

; ($\alpha + \beta$) 二相領域の組成範囲

【0085】

【表3】

No	1000°C 20min		
	寸法	組織	硬さ(Hv)
1	98.1	$\alpha + \beta$, 混粒	47
2	98.54	$\alpha + \beta$, 混粒	48
3	98.81	$\alpha + 10\beta$	56
4	98.93	$\alpha + 40\beta$	67
5	98.56	$\alpha + 70\beta$	74
6	92.46	100 β	70
7	89.9	$\beta + \text{化合物}$	118
8	94.48	α	30
9	93.3	$\alpha + 3\beta$, 化合物	34
10	91.27	$\alpha + 5\beta$, 化合物	42
11	88.09	$\alpha + 5\beta$	37
12	89.33	$\alpha + 25\beta$	45
13			
14			
15			
16			
17			
18	98.14	α	46
19	98.45	α	48
20	98.71	$\alpha + \text{少}\beta$	45
21	99.09	$\alpha + \text{少}\beta$	60
22	99.45	$\alpha + \beta$	72
23	99.84	$\beta + \alpha$ 少	81
24	100.8	$\beta + \text{化合物}$	92
25	97.34	α	108
26	98.01	α	130
27	98.78	$\alpha + \beta$	195
28	96.53	α	95
29	96.17	$\alpha + \beta$	123
30	96.74	$\beta + \alpha$	186
31	94.13	$\alpha + 60\beta$, Ti系化合物	185
32	92.29	$\beta + 10\alpha$	203
33	93.21	$\alpha + \beta$, 化合物	110
34	92.99	$\alpha + \beta$, 化合物	170
35	95.24	β 相, 化合物	240
36	98.34	β	188
37	98.66	$\alpha + \text{Si}$ 化合物	223
38	99.15	$\alpha + \text{化合物}$	91
39	98.27	$\alpha + \beta$	80
40	98.96	$\beta + \alpha$	67
41	97.74	$\alpha + 60\beta$	130
42	98.06	β	176
43	98.12		45
44	98.69		48
45	99.44		55
46	96.89	$\alpha + 50\beta$	151
47	97.37	$\beta + \text{化合物}$	203
48	97.25	α , 鉄化合物	50
49	97.8	$\alpha + \text{少}\beta$, 化合物	42
50	98.37	$\alpha + \beta$, 化合物	65
51	96.76	$\alpha + 50\beta + \text{FeP}$ 化合物	125
52	94.34	$\beta + \text{FeP}$ 化合物	183
53	97.78	$\alpha + \beta$, 化合物	111
54	98.15	β , 化合物	126
CA1			
CA8			
CA9			

記号	電解銅	Al	Sn	TiH	Fe25P	Cu8P	接合率(%)	組織	硬さ(Hv)	含油量(cm ³)
B1	BaI.	10	3	3	1	-	99.3	$\alpha + \beta$	165	-
B2	BaI.	10	6	3	2	-	99.5	β	230	-
B3	BaI.	10	6	3	0	-	92.1	β	235	-
B4	BaI.	10	6	3	2	10	94.3	β	217	4.7

比較材 高力黄銅(Cu-25Zn-5Al-3Mn-2.5Fe)

【0090】混合粉末の成形は、外径53mm、内径4

【0086】また、焼結後の硬さを見れば、 β 相の出現に伴って硬くなり、さらにTi, Siなどの添加によつても顕著な硬化を発現しているが、それは多くの金属間化合物の析出に起因しているものである。

【0087】なお、前記非平衡状態の組織は、より低温度での焼結とより短時間での焼結によって顕著になるが、このような焼結体では顕著な膨張を示すとともに十分な強度が得られないことも明らかである。後述するような圧延などの圧縮加工を併用する場合においてもこれらの加工が可能な範囲の強度を必要とするが、実質的には本実施例の最低焼結温度820°C 20分で圧延加工が可能であったことを考慮すると、Cu-Sn系の包晶温度(798°C)以上において本発明の不可避元素であるSnがCuの強固な接合性を実現していることを考え合わせると、800°C以上での焼結が必要であることは明らかである。

【0088】(実施例4: 内径接合の実施と摺動特性の確認) 表4には、本実施例に供する混合粉末の配合組成が示されている。B1は($\alpha + \beta$)二相組織、B2、B3は β 組織の摺動材料になる配合とした。なお、B3は内径接合に対する焼鉄の影響を比較するためのものであり、B4はCu8重量%Pの流出孔を利用した含油摺動材の効果を確認するためのものである。また、摺動試験に供する比較材として高力黄銅4種材を用いた。その組成が欄外に重量%で表示されている。

【0089】

【表4】

7mm、高さ35mmの円筒体を2ton/cm²の成

形圧力にて行い、外径6.6mm、内径5.3mm、高さ4.0mmの鋼管(S40C)の内径部にセットして、B1では990°C、B2、B3、B4では960°Cでそれぞれ20min間真空焼結した後にN₂ガス冷却した。

【0091】図8には、焼結体を鋼管の内径部に接合するブッシュの摺動試験片形状が示されているが、B4摺動材についてはブッシュ内周面の溝加工を実施せずに試験に供した。また、図9には、B1の内径接合界面部の金属組織を示す模式図が示されているが、典型的な(α+β)二相組織になっていることがわかる。また、B1、B2の焼結層部のビッカース硬さはHV=165、HV=230と極めて硬質なものになっていることがわかった。さらに、表4中には超音波検査装置にて評価した鋼管と焼結層の接合率が示されているが、燐鉄の添加によって接合率が顕著に改善されていることがわかる。なお、B4の含油量は約4~5cm³と顕著な含油性が認められた。

【0092】図10には、摺動試験装置の概念図と試験条件が示されており、図11には、摺動試験結果が示されている。摺動試験は供試ブッシュの投影面積が800kg/cm²まで100kg/cm²ごとに10000

摺動試験条件：

相手材：SCM420漫炭焼入れ

表面硬さ HRC60~62

面粗さ 2.5S以下

潤滑油：E010、油量：250cm³/分、油温：60°C

周速：10m/秒

面圧：Ma × 800kg/cm² (50kg/cm²毎)

摺動試験片は板厚2mmで5mmに加工した後、摺動試験ホルダーにセットして試験に供した。摺動試験の面圧は100kg/cm²から開始して、5分間に摩擦係数の異常や摩耗の異常がなければ50kg/cm²毎に昇圧しながら最大800kg/cm²まで負荷した。

【0096】各試験片のビッカース硬さHV、PV値および摩耗量の測定結果が表5にまとめて示されている。この結果、主に以下のことが明らかとなった。

①Cu-A1に対するSn添加による硬さアップの寄与はほとんどなく、僅かにA1濃度が増すにつれて硬化するが、β単一組織になると圧延し難くなり、結果として硬度が低くなる。

②Cu-A1、Cu-A1-Sn系焼結体の硬さアップに対するTiの添加の影響は極めて顕著であり、その作用は焼結温度が高いほど大きくなるが、これはTiの合金化の促進によるものである。同様の作用はMn、Ni、Siにおいても観察される。

回の往復運動を行い、面圧を段階的に昇圧し、焼付いて摩擦係数が急増したり、急進的な摩耗や異音が発生した時点で試験を中断して評価した。

【0093】図11から明らかに、本発明材は高力黄銅材に比べて優れていることがわかる。特に(α+β)二相組織のB1材は初期摩耗量が少ないとともに耐焼付き性に優れたよい結果を示すのに対して、B2材は摩耗平均量が多いがB1材よりもより優れた耐摩耗性を発揮していることがわかる。

【0094】(実施例5；Cu-A1-Sn系焼結板の製造と摺動試験)表2に示されるNo.1~No.52とCA7、8の焼結した引張り試験片を、その試験片が割れない範囲で圧延し、同じ温度、時間で再焼結したものの硬さを調査し、さらにそれらの圧延・再焼結材(2S1R材)を定速摩擦摩耗試験法で摩擦係数が急激に大きくなる圧力と速度とから焼付き限界値(PV値)とその時点での摩耗量(△W)を測定して摺動特性を評価した。

【0095】図12には、定速摩擦摩耗試験機の概念図(a)と、摺動試験ホルダーの斜視図(b)が示されている。なお、摺動試験条件は次のとおりである。

③定速摩擦摩耗試験による摺動特性を評価した結果、α相、(α+β)二相、β相の各組織材においてもSnの添加によって摺動特性はより改善されることがわかった。

④硬質なα相組織材料に比べて、(α+β)二相およびβ相組織材料の摺動特性は顕著に改善されていることがわかった。

⑤Ti、Si、Mn、Niなどの添加によって耐摩耗性が改善されることも明らかとなった。なお、表5中のCA7、8には900°Cでの真空焼結時間を5分と短くして、圧延と焼結を二度繰返した(3S2R材)水準を示したが、CA8では非平衡状態でのβ相が粒界に沿って微細に析出することが確認され、摺動特性を改善することにもその影響が現れている。

【0097】

【表5】

No	Cu(CE)	Al	Sn	Ti	Si	Mn	Ni	Fe27P	Cu8P	Hv	2S1R(900)	2S1R(960)	2S1R(850)	摺動特性	組織	
										Hv		Hv	PV値	摩耗量 (mm)	焼結温度 (°C)	
1	Bal.	7	0							72	81	79	2500	0.24	900	α
2	Bal.	9	0							84	103	89				
3	Bal.	10	0							85	93	94	4000	0.16	900	$\alpha + \beta$
4	Bal.	11	0							82	99	105				
5	Bal.	10	3							67	80	77	7000	0.11	900	$\alpha + \beta$
6	Bal.	10	6							76	72	75	8000	0.08	900	β
7	Bal.	10	9							63		70				
8	Bal.	4	6							73		72	4500	0.12	900	α
9	Bal.	5	6							57		73				
10	Bal.	6	6							73		69	5500	0.09	900	$\alpha + \beta$
11	Bal.	7	6							65	80	75				
12	Bal.	8	6							78	82	79	8000	0.07	900	$\alpha + \beta$
13	Bal.	2	11							52		80				
14	Bal.	3	11								81					
15	Bal.	4	11								58	4500	0.21		850	α
16	Bal.	5	11								62	8000	0.09		850	$\alpha + \beta$
17	Bal.	6	11							77		64	7500	0.06	850	$\alpha + \beta$
18	Bal.	7	1							147			3500	0.19	900	α
19	Bal.	8	1							151						
20	Bal.	9	1							161						
21	Bal.	10	1							168			4000	0.07	900	$\alpha + \beta$
22	Bal.	11	1							162						
23	Bal.	12	1							136						
24	Bal.	14	1							108						
25	Bal.	7	3							136						
26	Bal.	9	3							147						
27	Bal.	11	3							165						
28	Bal.	7	3	1						162						
29	Bal.	9	3	1						155			6500	0.04	900	$\alpha + \beta$
30	Bal.	11	3	1						134						
31	Bal.	10	3	3						138	193	146	7500	0.02	900	$\alpha + \beta$
32	Bal.	10	6	3						89	188	96	6500	0.03	900	β
33	Bal.	7	1	2						110						
34	Bal.	9	1	2						117						
35	Bal.	11	1	2						103						
36	Bal.	10	3	1	1					82	124	106	8000	0.03	900	$\alpha + \beta$
37	Bal.	10	6	1	1					103	192	67	7000	0.04	900	β
38	Bal.	7	1	3						155						
39	Bal.	9	1	3						157						
40	Bal.	11	1	3						158						
41	Bal.	10	3	1	3					136	159	132	7500	0.02	960	$\alpha + \beta$
42	Bal.	10	6	1	3					121	162	103	6500	0.02	960	β
43	Bal.	7	1		4					147						
44	Bal.	9	1		4					135						
45	Bal.	11	1		4					138						
46	Bal.	10	3	1	3					115	155	136	8000	0.01	960	$\alpha + \beta$
47	Bal.	10	6	1	3					88	164	88	7000	0.03	960	β
48	Bal.	7	1		4					80						α
49	Bal.	9	1		4					73						
50	Bal.	11	1		4					73						
51	Bal.	10	3	1		3				79	79	69	7000	0.02	960	$\alpha + \beta$
52	Bal.	10	6	1		3				82	113	61	6500	0.04	960	β
CA7	Bal.	5	0	1						150			4500	0.08	900, 5min	α
CAB	Bal.	5	3	1						169	3S2R		6500	0.02	900, 5min	$\alpha + \beta$

【0098】（実施例6：鋼板に接合焼結する複合部材の製造法と摺動試験）本実施例では、250メッシュ以下の青銅アトマイズ粉末（Cu20重量%Sn）、銅アトマイズ粉末、Cu20, 2重量%Al、Cu50, 5重量%Alアトマイズ粉末および実施例1で使用した粉末を使って、表6に示される混合粉末を調整し、400

番の研磨紙で表面を荒らし、アセトンで良く洗浄した軟鋼板（SS400、厚さ3.5mm、幅90mm、長さ300mm）への接合焼結実験を実施した。

【0099】

【表6】

記号	アモニア℃	電解銅	Cu20Sn	Sn	Al	Au20Al	Cu50Al	TiH	圧延	丸曲げ	組織	焼成温度(℃)
PB1	Bal.		35	3	5			0.3	剥離			900
PB2	Bal.		35	3		25		0.3	○	○	$\alpha + \beta$	900
PB3	Bal.		35	3			10	0.3	剥離			900
PB4	Bal.		35	3		15			○	○	$\alpha + \beta$	900
PB5	Bal.		35	3		20			○	○	$\alpha + \beta$	900
PB6	Bal.		35	3		40			クラック	剥離	β	900
PB7	Bal.	12	3	6				0.5	○	○	$\alpha + \beta$	980
PB8	Bal.	12	3	8				0.5	○	○	$\alpha + \beta$	980
PB9	Bal.	12	3		30			0.5	○	○	$\alpha + \beta$	980
PB10	Bal.	12	3		40			0.5	○	○	$\alpha + \beta$	980

【0100】(1) 鋼板への直接散布・接合焼結の実験
表6中のPB1からPB6の混合粉末を前記鋼板上に3mmの高さに散布して、3mm厚さの黒鉛板を被せ、露点-38℃のアンモニア分解ガス雰囲気炉で、900℃、10分間加熱されるように接合焼結し、この後に圧延機で焼結層が1.7mmになるように圧延した。この結果、Al源を純Al、Cu50Al合金とした場合には、圧延に耐える十分な強度が得られなかった。さらに、圧延したPB2、PB4～6の散布材を再度前述と同じ条件で焼結した後に、焼結層を内側にして直径9.5mmの円筒上に丸曲げ加工し、その時の鋼板からの焼結層の剥離状況を観察したが、PB6はβ相となっているために圧延時に導入された微細な割れが進展して剥離することがわかった。

【0101】(2) 第3焼結層を介在させて接合焼結する実験

250メッシュ以下のCu10重量%Sn合金アトマイズ粉末に3重量%のSnアトマイズ粉末を配合した混合粉末を前述の鋼板に約1mm高さに散布し、同じ露点のアンモニア分解ガス雰囲気炉で900℃で加熱したものに、表6中のPB7～10の混合粉末を更に2mm散布して圧延機で焼結層全体厚さが2.0mmになるように圧下した後、前記と同様に900℃、10分間の焼結を行い、さらに圧延機で焼結層全体厚さが2.0mmになるように圧下した。この後に、圧延の加工歪みを取るために、再度900℃で焼結し、丸曲げ加工を施して、焼結層の剥離状況を調査した結果、第3の焼結層を介在させて接合焼結する方法はいずれも問題なく製造できることがわかった。なお、本実施例では、第3の焼結層として青銅焼結材を用いたが、例えばFe-30Cu-5Sn等の鉄系焼結材料を利用することができますとの明瞭である。

【0102】(3) 摺動特性の評価

定速摩擦耗試験機を用いて摺動特性を評価した。用いる装置、試験条件は実施例5と同じである。図13に摺動試験片の形状が示されている。また、比較材として、鋼板に接合焼結されたCu-10重量%Sn-10重量

%Pbの鉛青銅焼結材料(LBC)を用いた。

【0103】馴染み性を確認するために、PB2、PB10をN=5のPV値の再現性で評価した結果、図14に示されるように、比較材に近い再現性を示し、かつ平均のPV値として鉛青銅焼結材料より優れた特性を発揮するとともに、耐摩耗性が極めて顕著に改善されたことがわかった。

【図面の簡単な説明】

【図1】図1は、焼結性に及ぼすAl添加方法の違いを示すグラフである。

【図2】図2は、Cu-Al二元系焼結体寸法とCu-Al-Ti三元系焼結体寸法を示すグラフである。

【図3】図3は、Cu-Al-Sn三元系焼結体の焼結温度と発汗組成領域を示すグラフである。

【図4】図4は、Cu-Al焼結体寸法に対するTiの影響を示すグラフである。

【図5】図5は、Cu-Al焼結体寸法に対するSnとTiの複合添加の影響を示すグラフである。

【図6】図6は、Cu-Al-Ti焼結体寸法に対する各種合金元素の影響を示すグラフである。

【図7】図7は、Cu-Al-Sn焼結合金系のα、β相の存在領域を示すグラフである。

【図8】図8は、摺動テストに供した試験片形状を示す断面図である。

【図9】図9は、B1焼結材を内径接合した鋼管界面部近傍の組織を示す模式図である。

【図10】図10は、試験装置の概念図(a)と試験条件(b)を示す図である。

【図11】図11は、内径接合焼結ブッシュ材の摺動試験結果を示すグラフである。

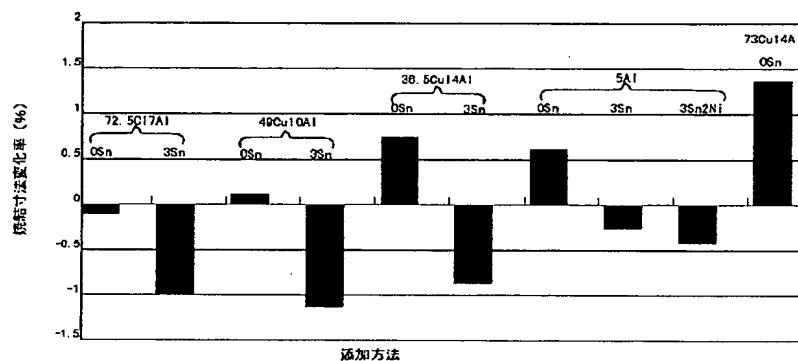
【図12】図12は、定速摩擦耗試験装置の概念図(a)と摺動試験ホルダー(b)を示す図である。

【図13】図13は、定速摩擦耗試験用摺動試験片の形状を示す斜視図である。

【図14】図14は、馴染み性評価のための摩耗量(a)とPV値(b)の再現性試験結果を示すグラフである。

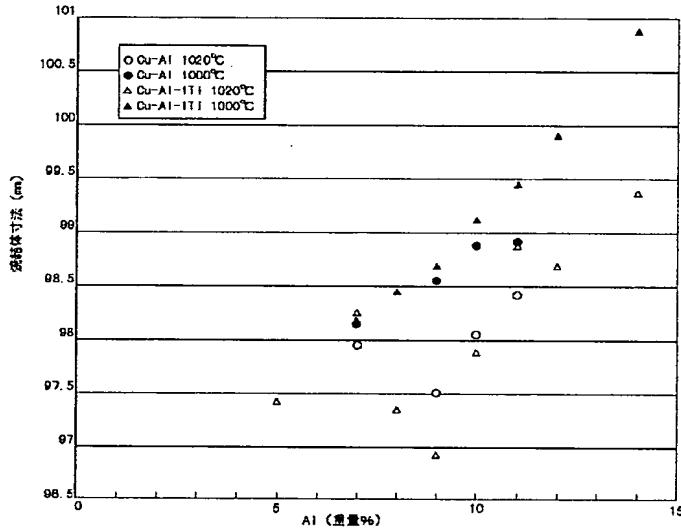
【図1】

焼結性に及ぼすAl添加方法の違いを示すグラフ



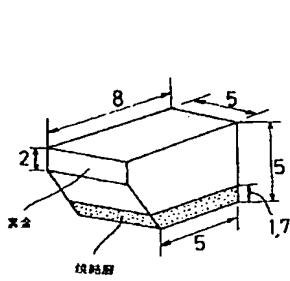
【図2】

Cu-Al二元素焼結体寸法とCu-Al-Ti三元素焼結体寸法



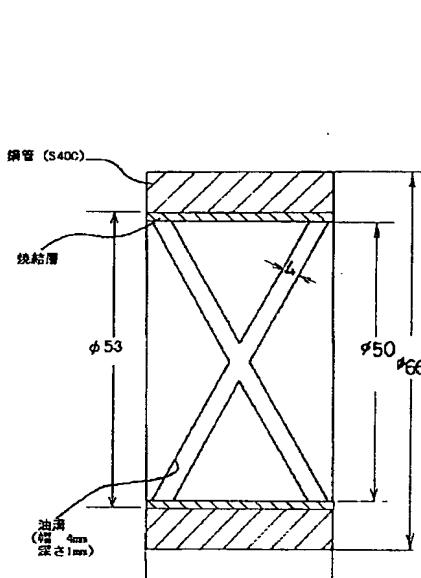
【図13】

定速摩擦耗試験用摺動試験片の形状



【図8】

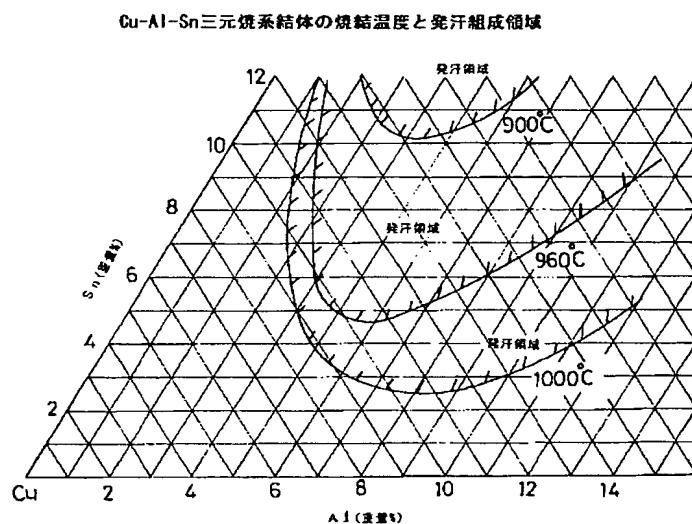
摺動テストに供した試験片形状を示す断面図



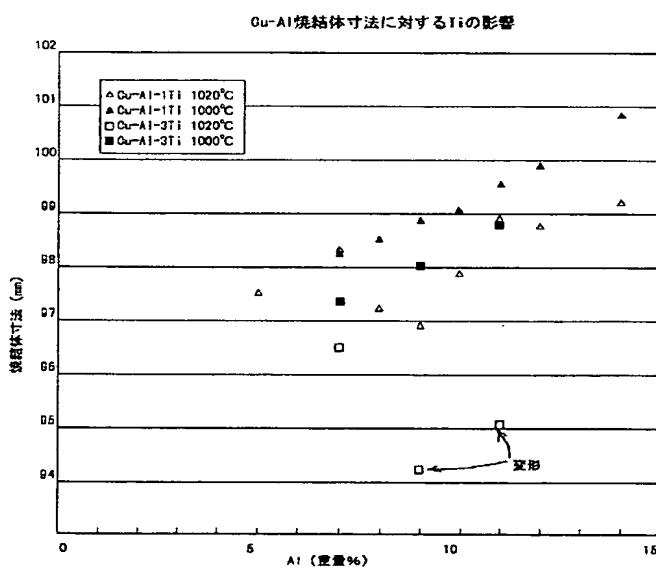
【図9】

B1焼結材を内径接合した鋼管界面部近傍の組成を示す模式図

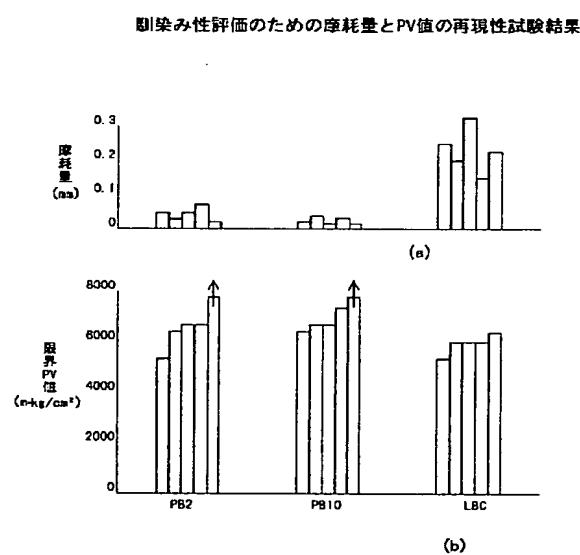
【図3】



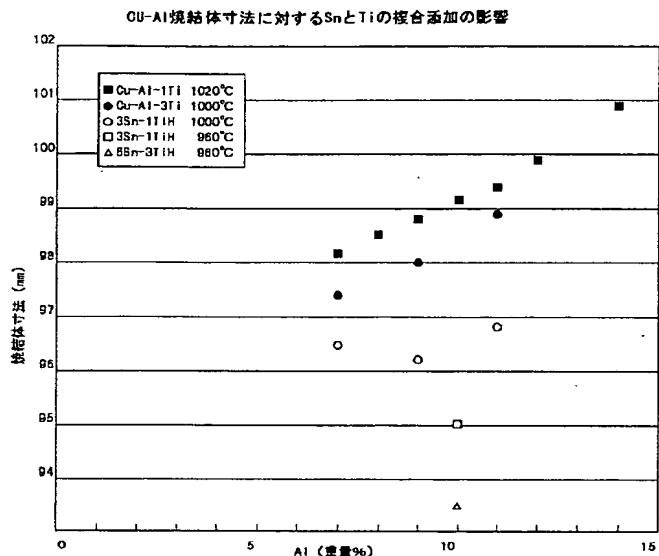
【図4】



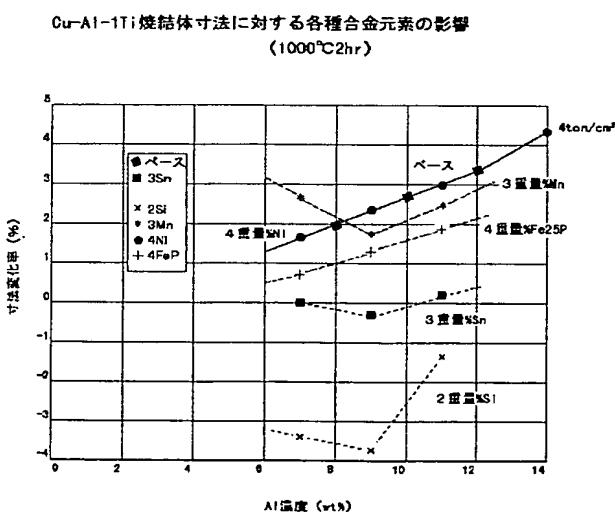
【図14】



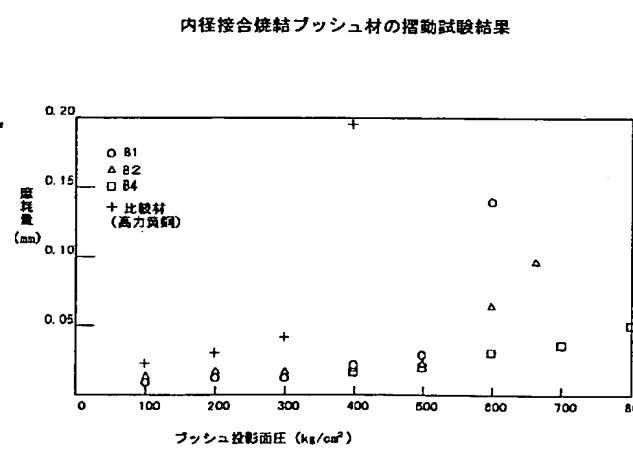
【図5】



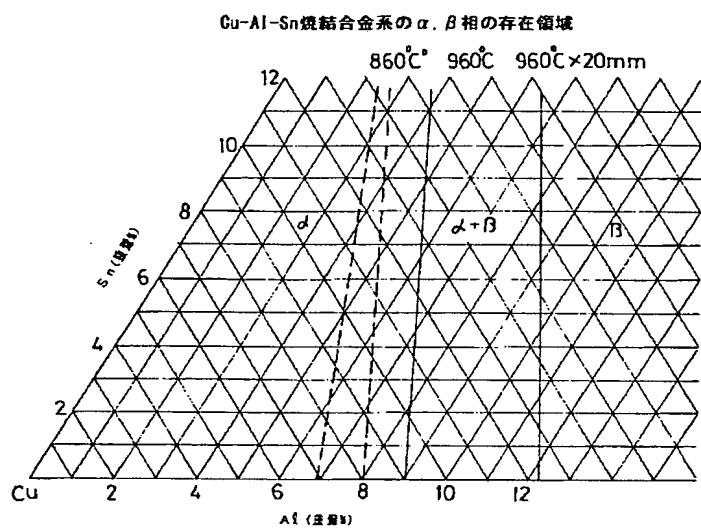
【図6】



【図11】

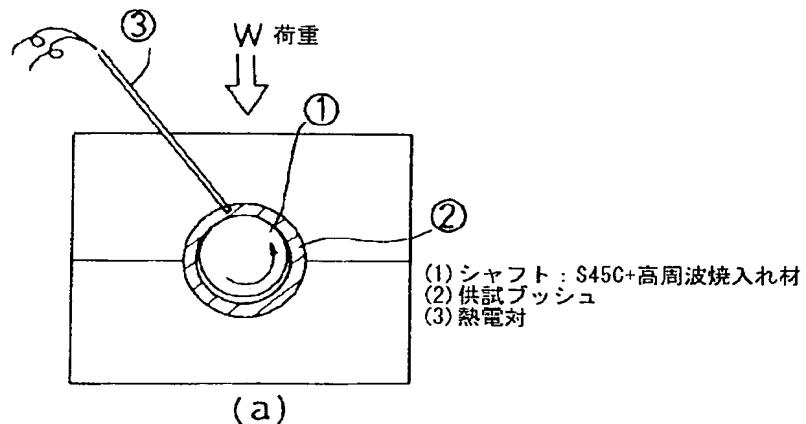


【図7】

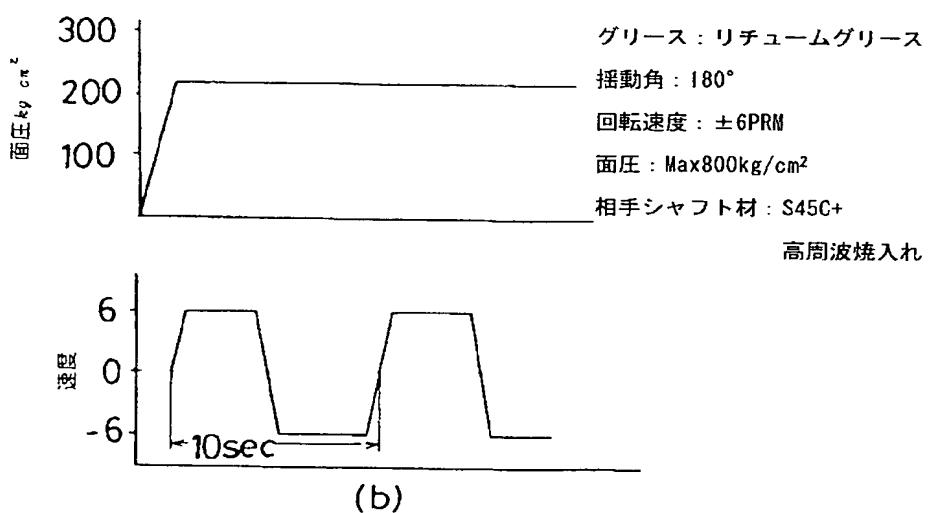


【図10】

試験装置の概念図 (a) と試験条件 (b)



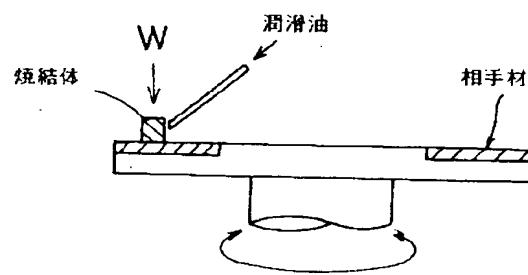
(a)



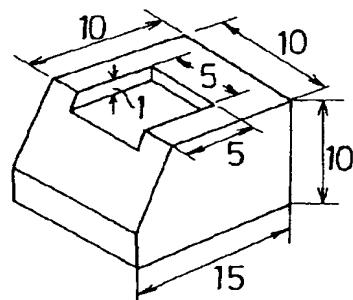
(b)

【図12】

定速摩擦磨耗試験装置の概念図 (a) と摺動試験片ホルダー



(a)



(b)

フロントページの続き

Fターム(参考) 4K018 AA05 AB01 AB02 AB07 AC01
 BA02 DA32 EA52 JA22 JA29
 JA34 JA38 KA02
 4K020 AA22 AA24 AC04 BB29 BC03

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.